

淬火转移时间对 A357 铝合金力学性能与微观组织的影响

樊振中¹, 郑卫东¹, 张显峰¹, 李红², 王少华¹

1. 中国航空工业集团公司北京航空材料研究院, 北京 100095

2. 北京理工大学材料学院, 北京 100081

摘要 采用 OM、DSC、SEM 与 TEM, 结合力学性能测试研究淬火转移时间对 A357 铝合金力学性能与微观组织的影响。结果表明: 随着淬火转移时间由 3 s 延长至 49 s, A357 铝合金经 T6 热处理后的抗拉强度、屈服强度与延伸率分别由 351 MPa、275 MPa 与 12.4% 降低至 320 MPa、254 MPa 与 6.5%, 合金材料的抗拉强度连续下降, 屈服强度变化较小, 延伸率呈现出先上升后下降的变化趋势。初生与共晶 Si 相逐渐由细长的针状或片层状转变为椭圆球状或棒状, 平均长度为 10~25 μm , 平均宽度为 5~10 μm , 当淬火转移时间超过 35 s 后, 初生与共晶 Si 相则仍以细长的针状或片层状形貌为主。拉伸断口形貌以韧窝断裂为主, 附带部分沿晶断裂, 随着淬火转移时间的增加, 断口表面韧窝数量随之减少, 沿晶断裂裂纹数量不断增加; Mg 与 Si 元素集中分布于晶粒边界处的二元与三元共晶组织中, Al 元素广泛分布于晶粒内部及晶粒边界处; 人工时效过程析出的 Mg_2Si 强化相长度约为 0.2~1 μm , 宽度为 0.02~0.08 μm , 且随着淬火转移时间的延长, Mg_2Si 强化相的析出数大量减少, 长径比不断下降, 合金材料的强度与塑性随之降低。

关键词 A357 铝合金; 淬火转移时间; 力学性能; 微观组织

中图分类号 TG166.3

文献标志码 A

doi 10.3981/j.issn.1000-7857.2014.32.003

Influence of Quenching Transfer Time on the Mechanical Properties and Microstructure of A357 Aluminum Alloys

FAN Zhenzhong¹, ZHENG Weidong¹, ZHANG Xianfeng¹, LI Hong², WANG Shaohua¹

1. Beijing Institute of Aeronautical Materials, China Aviation Industry Corporation, Beijing 100095, China

2. School of Materials Science and Engineering, Beijing Institute of Technology, Beijing 100081, China

Abstract In the present work, the effects of quenching transfer time on the mechanical properties and microstructure of A357 aluminum alloys are investigated by using optical microscopy (OM), scanning electron microscope (SEM), differential scanning calorimetry (DSC), transmission electron microscopy (TEM), as well as tensile mechanical properties testing methods. The results show that with the increase of quenching transfer time from 3 s to 49 s, the tensile strength, yield strength and elongation of A357 aluminum alloys are reduced from 351 MPa, 275 MPa, and 12.4% to 320 MPa, 254 MPa, and 6.5%, respectively after T6 heat treatment, together with a continuous declining of tensile strength, tiny variation of yield strength and a continuous variation of elongation. The average length and width size of silicon particles are 10~25 μm and 5~10 μm , respectively, and the morphologies of neonatal and eutectic silicon particles evolve from needle and lamellar structures to spheroidal and rod structures after the T6 heat treatment process. Silicon particles are shown as needle and lamellar mostly when the quenching transfer time exceeds 35 s. The tensile fracture morphology is observed as dimple and intergranular fracture, and the intergranular fracture is increased with the prolonged quenching transfer time. Magnesium and silicon elements are distributed nearby the grain boundaries and the binary and ternary eutectic structures, whereas the aluminium elements are concentrated in the grain and grain boundaries. The length and width

收稿日期: 2014-06-27; 修回日期: 2014-07-25

基金项目: 中国航空工业第一集团公司航空科学基金项目(KZ36110221)

作者简介: 樊振中, 博士研究生, 研究方向为薄壁复杂整体铝合金铸件凝固成形控制与新型合金开发, 电子信箱: fanzhenzhong2010@163.com

引用格式: 樊振中, 郑卫东, 张显峰, 等. 淬火转移时间对 A357 铝合金力学性能与微观组织的影响[J]. 科技导报, 2014, 32(32): 22-27.

size of Mg_2Si phase are $0.2 \sim 1 \mu m$ and $0.02 \sim 0.08 \mu m$, respectively, the precipitation amount and size ratio of Mg_2Si phase are declined, together with the decreases of strength and ductility of A357 aluminum alloy with the prolonged quenching transfer time.

Keywords A357 aluminum alloys; quenching transfer time; mechanical properties; microstructure

A357铝合金属于铝-硅-镁系三元铸造合金,具有优良的力学性能、物理性能、耐蚀性能和较好的机械加工性能^[1-3],同时还有铸造流动性好、气密性好、收缩率低和热裂倾向小等特点,经过变质与热处理后可进一步提高其力学性能,是目前应用最为广泛的一类铸造合金^[4-6]。A357铝合金常用来生产形状复杂、承受中等载荷的工程构件,在航空航天领域得到了广泛的应用与发展^[7]。目前中国关于A357铝合金力学性能与微观组织所开展的研究领域较多,偏重于合金变质元素添加、共晶硅粒子形貌、排列、取向及热处理工艺对A357铝合金力学性能的影响^[8-11],针对固溶阶段淬火转移时间对A357合金材料力学性能与微观组织影响的研究开展较少。

A357铝合金中的主要强化相为 Mg_2Si 相,淬火转移时间的长短直接决定合金材料淬火瞬间的入水温度,同时也决定合金淬火瞬间Mg与Si元素的过饱和固溶度,将直接影响 Mg_2Si 强化相的取向、分布与形貌,对A357合金材料的力学性能产生显著影响^[12]。国内外在进行热处理制度对A357铝合金力学性能影响相关研究时,多侧重于考察淬火冷却速度、淬火介质、淬火温度与固溶时效热处理工艺参数的影响^[13-15],针对淬火转移时间开展的研究报道较少。固溶淬火过程随着铸件从热处理炉中取出,高温状态的铸件将与空气进行热量传输,散失大量的热量,因此淬火转移时间的长短将直接

决定铸件淬火瞬间的入水温度与合金材料内部各合金元素的过饱和固溶度,从而对合金材料的力学性能与微观组织产生影响。

本文以金属型拉伸试棒为研究对象,通过普通光学显微镜(OM)、示差扫描量热法(DSC)、扫描电子显微镜(SEM)与透射电子显微镜(TEM)测试,结合WDW-100KN试验机完成淬火转移时间各自为3、12、16、21、26、35、39、44、49 s下A357铝合金材料经T6热处理后的力学性能分析,研究淬火转移时间对合金材料力学性能与微观组织的影响。

1 材料与方法

A357铝合金的熔炼工艺:纯铝升温至700℃,之后继续升温至750℃加入Al-12%Si中间合金,降温至680℃加入纯镁与Al-5Ti-B中间合金,升温至740℃进行过热处理,随后降温至720℃通入纯氩气并加入六氯乙烷进行精炼除气20 min,上述工艺完成后对合金熔液进行25 min的静置处理,之后试验选择在715℃浇注金属型力学性能拉伸试棒,A357铝合金凝固冷却曲线如图1所示。A357铸造铝合金化学成分的质量分数为Si 6.85%, Mg 0.56%, Ti 0.13%, Mn 0.10%, Fe 0.08%, Cu 0.08%, Zn 0.05%, Al 92.15%。表1为A357铝合金凝固反应顺序及结晶温度,表2为A357铝合金的T6热处理工艺参数。

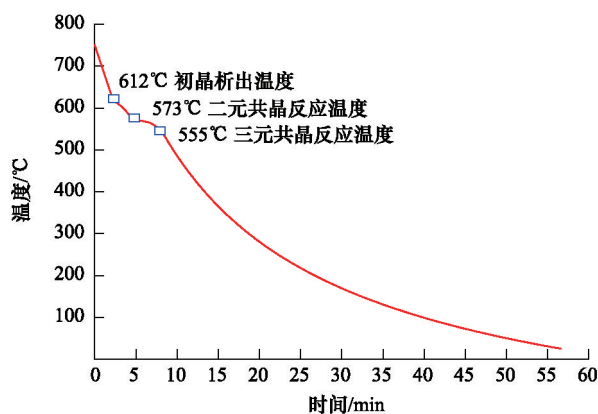


图1 A357铝合金凝固冷却曲线

Fig. 1 Solidification cooling curve of A357 aluminum alloy

表1 A357铝合金凝固反应顺序与结晶温度

Table 1 Solidification reactions and crystallization temperatures of A357 aluminum alloys

凝固反应	结晶温度/℃	反应顺序
$L \rightarrow Al$	611 ~ 615	1
$L \rightarrow Al+Si$	577	2
$L \rightarrow Al+Si+Al_3FeSi$	575	—
$L+Al_3FeSi \rightarrow Al+Si+Al_3FeMg_3Si_6$	567	—
$L \rightarrow Al+Si+Mg_2Si$	555	3
$L \rightarrow Al+Si+Mg_2Si+Al_3FeMg_3Si_6$	550 ~ 554	4

表2 A357铝合金T6热处理工艺参数

Table 2 T6 heat treatment process parameters of A357 aluminum alloys

热处理制度	固溶温度/℃	固溶时间/h	淬火介质	淬火介质温度/℃	时效温度/℃	时效时间/h
T6	545	14	水	30	165	7

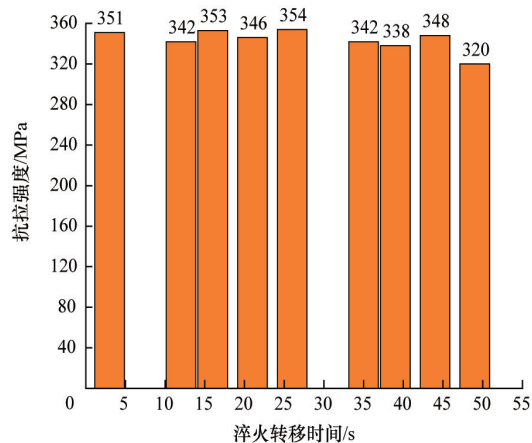
将采用金属型浇注的 $\Phi 10$ 标准力学性能拉伸试棒依次排序,以3根试棒作为一个试验测试组,固溶工艺完成后按照试样的次序依次进行淬火(室温水),并采用秒表记录各拉伸试棒的淬火转移时间,试验测试共9组,淬火转移时间依次为3、12、16、21、26、35、39、44、49 s。淬火工艺完成后对A357铝合金进行时效热处理,并机械加工成标准的力学性能拉伸试棒,依次采用400 $\#$ 、800 $\#$ 砂纸对试棒表面进行打磨抛光,消除试棒表面机加磨痕对力学性能测试结果的影响。凝固冷却过程中的温度变化由北京昆仑天辰仪表科技有限公司生产的K型热电偶测试完成,数据记录由北京昆仑天辰科技公司生产的XSR70彩色无纸记录仪完成,记录频率为0.1 s/次。差热分析(differential scanning calorimetry, DSC)采用STA 449 F3型同步热分析仪,用纯铝作参比样品,DSC的升温速率为10 $^{\circ}\text{C}/\text{min}$,采用Ar气保护。力学性能试验在WDW-100KN试验机上完成,夹头移动速度为2 mm/min,采用OM观察A357铝合金材料经T6热处理后的微观组织,拉伸试样的断口形貌利用扫描电子显微镜FEI-Quanta 600分析;使用能谱分析仪IN-CAx-sight 6247对拉伸断口进行了面元素含量标定。

2 结果与讨论

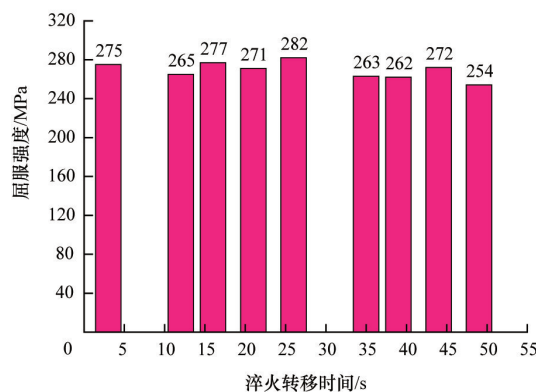
2.1 力学性能测试

不同淬火转移时间下A357铝合金材料经T6热处理后的抗拉强度、屈服强度与延伸率测试结果如图2所示。由图2(a)抗拉强度测试结果可知,随着淬火转移时间增加,T6热处理后A357铝合金抗拉强度呈现出连续下降的趋势。在20 s以内进行淬火转移的A357铝合金材料,平均抗拉强度为348.7 MPa(淬火转移时间各自为3、12、16 s),20~40 s之间进行A357铝合金材料淬火转移的平均抗拉强度为347 MPa(淬火转移时间各自为21、26、35 s),40 s之后(淬火转移时间各自为39、44、49 s)进行淬火转移时,A357合金材料的平均抗拉强度降至335 MPa;与20 s之前淬火相比,下降了13.7 MPa,降低了4%。图2(b)为不同淬火转移时间下A357合金材料的屈服强度测试结果,随着淬火转移时间的延长,A357合金材料在20 s之前、20~40 s之间与40 s之后进行固溶淬火时的平均屈服强度分别为272.3、272、263 MPa。由此可知,在40 s之前进行淬火转移时,淬火转移时间并未对A357合金材料的屈服强度产生明显的影响;40 s之后进行淬火转移时,合金材料的屈服强度由272 MPa降至263 MPa,降低了3.3%。淬火转移时间对A357铝合金材料延伸率的影响见图2(c),随着淬火转移时间的增加,合金材料的延伸率随之呈现出先上升后下降的变化趋势,20 s之前与20~40 s之间进行淬火转移时的平均延伸率分别为12.3%与13.1%,40 s之后进行淬火时的平均延伸率为10.5%,与20~40 s之间进行淬火相比,降低了19.8%。由图2测试结果可知:随着淬火转移时间(3~49 s)的延长,A357铝合金材料经T6热处理后的抗拉强度、屈服强度与延伸率均呈现出下降的趋势;当淬火转移

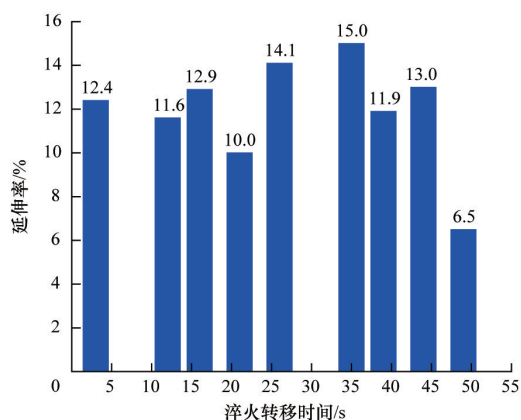
时间为26 s时,合金材料的抗拉强度、屈服强度与延伸率分别为354 MPa、282 MPa与14.1%,综合力学性能较为优异。



(a) 抗拉强度



(b) 屈服强度



(c) 延伸率

图2 不同淬火转移时间下力学性能测试结果

Fig. 2 Mechanical properties test results under different quenching transfer times

2.2 微观组织测试

A357铝合金材料经T6热处理后,在金属型试棒表面截

取DSC测试试样,测试结果见图3。由图3可知A357铝合金材料在545℃进行固溶淬火处理,固溶温度并未超出合金材料的过烧点。图4为不同淬火转移时间下经T6热处理后的A357铝合金材料的金相组织测试结果,A357铝合金材料经T6热处理后,初生与共晶Si相形貌逐渐由细长的针状或片层状转变为椭圆球状或棒状,且Si相的分布更加均匀致密,有效提高了合金材料抵抗外力破坏的能力^[16]。初生与共晶Si相的平均长度约为10~25 μm ,平均宽度约为5~10 μm ;且随着淬火转移时间的延长,初生与共晶Si相的形貌球化率不断降低,当淬火转移时间超出35 s后,合金材料内部的初生与共晶Si相组织仍呈现为细长的针状形貌。

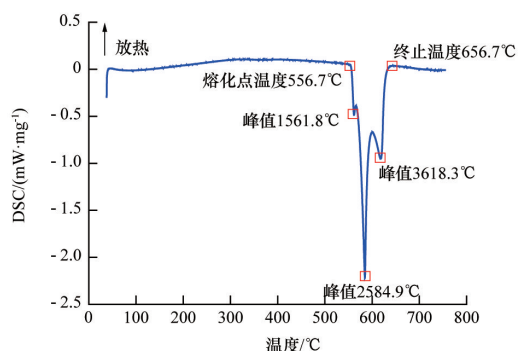


图3 A357合金材料DSC测试结果

Fig. 3 The DSC test results of A357 aluminum alloy

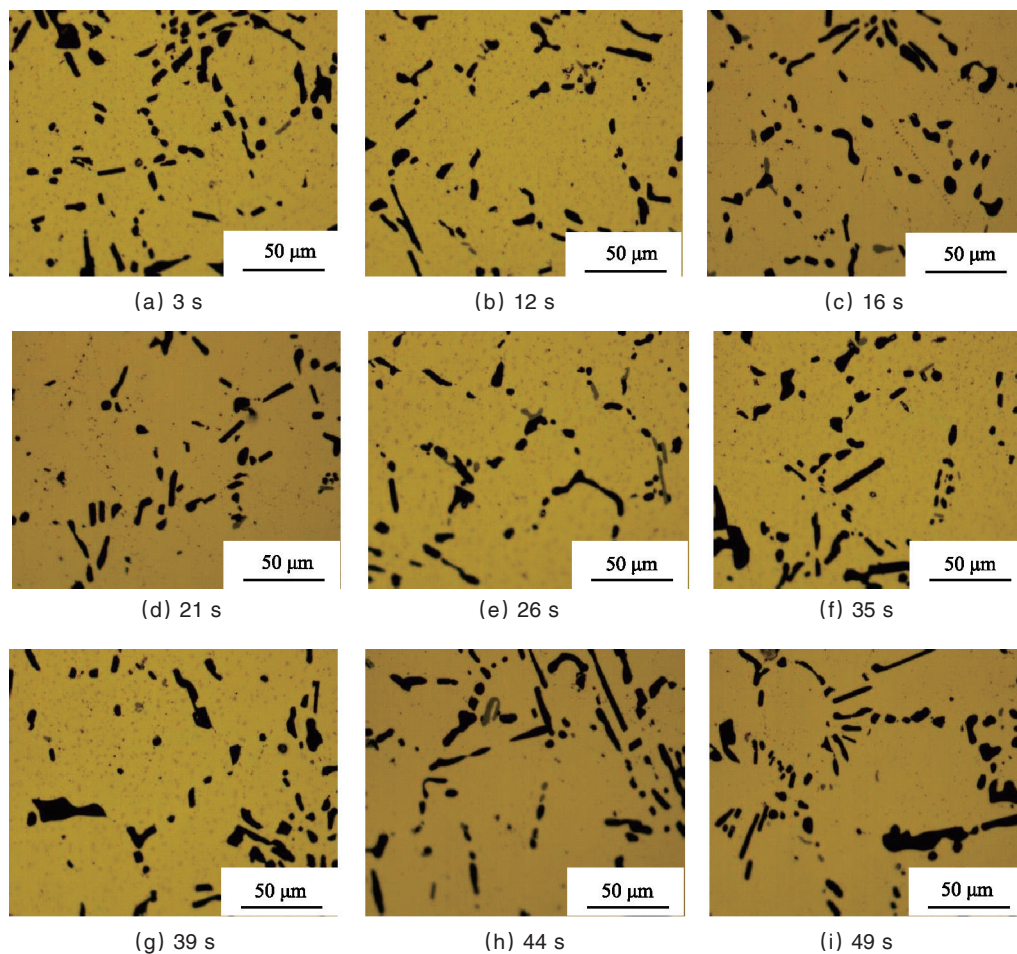


图4 不同淬火转移时间下A357合金材料的OM测试结果

Fig. 4 Optical microscope test results of A357 aluminum alloy under different quenching transfer times

2.3 断口形貌观察与元素分析

A357铝合金经T6热处理后的力学性能拉伸试棒断口形貌如图5所示。A357铝合金T6热处理后的断口形貌以韧窝断裂为主,附带部分沿晶断裂。在轴向应力作用下,裂纹破坏源起始于合金材料内部的应力集中处,并随着轴向应力的加剧沿均匀细小的球状初生与共晶Si相扩展,沿断裂区域残留下大量的细小韧窝;当应力集中于晶粒边界无法扩展时,

将沿着附着在晶粒边界上的脆性初生与共晶Si相进行裂纹的延伸扩展,当初生与共晶Si相所承受的应力超出其自身破坏强度时,将发生脆性断裂,在断口表面残留下大量的颗粒状脆性Si相,断口形貌表现为沿晶粒边界残存的明亮折线。对比图5(a)与图5(i)可知,随着合金材料淬火转移时间的延长,断口表面残留的韧窝数量随之减少,而明亮的沿晶断裂裂纹数量不断增加。

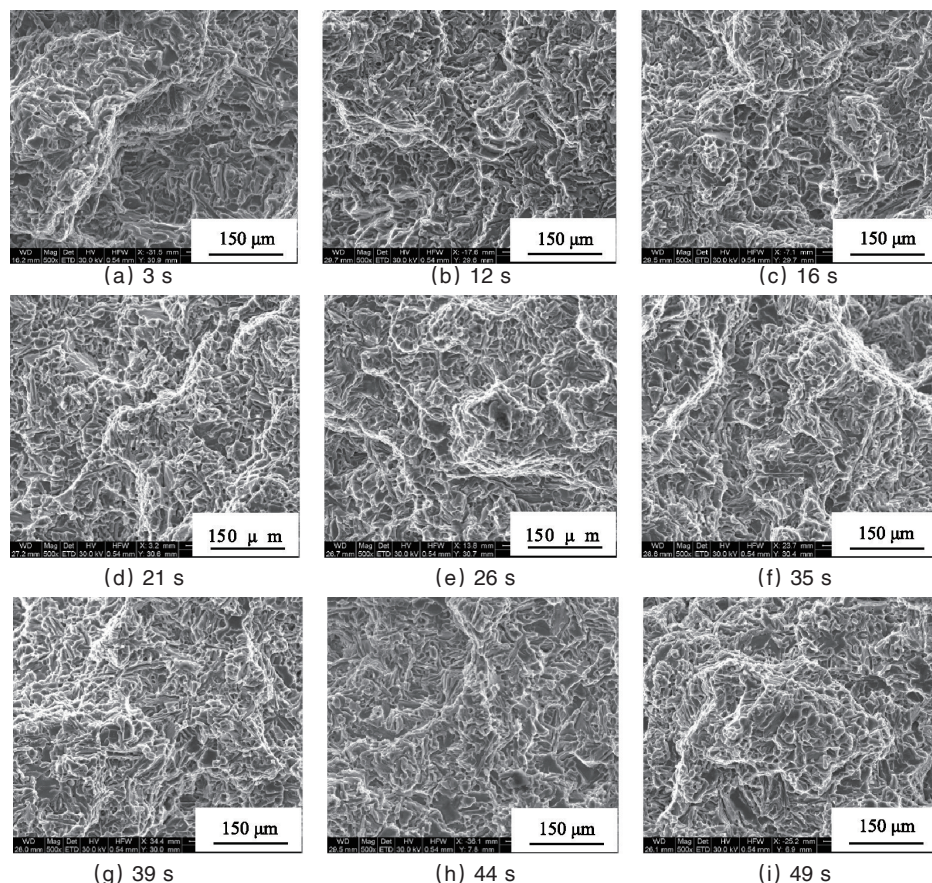


图5 不同淬火转移时间下A357合金材料断口形貌观察

Fig. 5 Fracture morphology observation test results of A357 aluminum alloys under different quenching transfer times

图6为拉伸断口表面的面元素分布测试结果,断口表面形貌以韧窝断裂为主,在断口表面附着了大量的沿晶断裂裂纹。A357铝合金材料以沿晶断裂方式进行裂纹扩展延伸时,将在断口表面残留下大量细小的破碎初生与共晶Si粒子,见图6(b)。图6(c),(d),(e),(f)为图6(b)的面元素分布测试结果,Mg元素集中于晶粒边界,产生于凝固冷却过程中

的二元及三元共晶反应;Al元素作为基体成分,广泛均匀地分布于晶粒内部及晶粒边界处,产生于凝固冷却过程中的初生 α -Al基体相与二元及三元共晶组织中的Al相;Si元素与Al元素的分布趋势与范围恰好相反,集中分布于晶粒边界附近的二元与三元共晶组织中;Ti元素作为微合金化成分,均匀分布于断口表面。

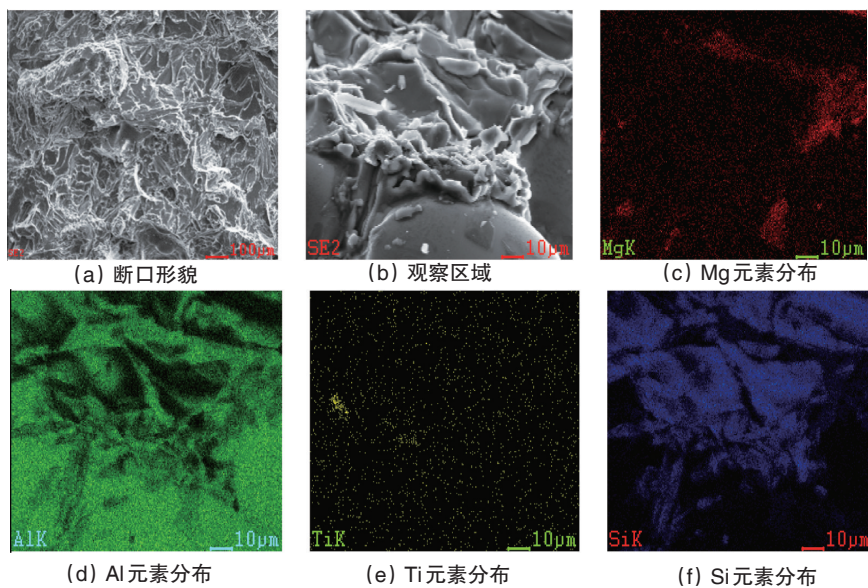


图6 断口元素分析

Fig. 6 Element analysis of fracture

图7为淬火转移时间各自为3 s与49 s时A357铝合金材料的组织TEM测试结果,A357经T6固溶完全人工时效处理后,合金材料的主要强化相为细长状的 Mg_2Si 相, Mg_2Si 相的长度尺寸范围为0.2~1 μm ,宽度尺寸大约为0.02~0.08 μm 。随着淬火转移时间的延长,A357合金材料在固溶淬火阶段,随着Mg元素与Si元素的过饱和固溶度下降,在时效热处理过程中析出的 Mg_2Si 强化相数量大大减少,且 Mg_2Si 相的长径比随之下降,强化效果有所降低,合金的强度与塑性也随之下降。

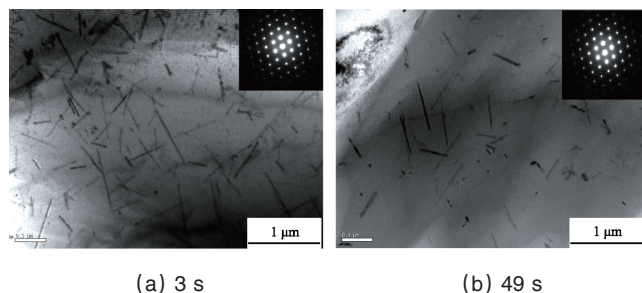


图7 TEM测试分析

Fig. 7 Transmission electron microscopy test

3 结论

1) 随着淬火转移时间的延长,A357铝合金经T6热处理后的抗拉强度呈现出连续下降的趋势,合金材料的屈服强度受淬火转移时间影响较小,延伸率随淬火转移时间的增加先上升后下降,当在26 s进行淬火转移时,合金材料的抗拉强度、屈服强度与延伸率分别为354 MPa、282 MPa与14.1%,综合力学性能优异。

2) 初生与共晶Si相形貌经T6热处理后,逐渐由细长的针状或片层状转变为椭圆球状或棒状,初生与共晶Si相的平均长度约为10~25 μm ,平均宽度约为5~10 μm ,当淬火转移时间超过35 s后,合金组织内部的初生与共晶Si相仍呈现为细长的针状或片层状形貌。

3) A357铝合金经T6热处理后的断口形貌以韧窝断裂为主,附带部分沿晶断裂;随着淬火转移时间的增加,断口表面残留的韧窝数量随之减少,明亮的沿晶断裂裂纹数量不断增加;Mg与Si元素集中分布于晶粒边界处的二元与三元共晶组织中,Al元素广泛分布于晶粒内部及晶粒边界处;T6人工时效热处理过程析出的 Mg_2Si 强化相长度尺寸约为0.2~1 μm ,宽度尺寸范围为0.02~0.08 μm ,且随着淬火转移时间的延长, Mg_2Si 强化相的析出数量大大减少,长径比不断下降,合金材料的强度与塑性随之降低。

参考文献(References)

[1] Gall K, Horstemeyer M. Finite element analysis of the stress distributions

near damaged Si particle clusters in cast Al-Si alloys[J]. *Mechanics of Materials*, 2000, 32(4): 277-301.

[2] Fisher J C, Hollomon J H. Precipitation from solid solution[J]. *Industrial and Engineering Chemistry*, 2002, 44(6): 1324-1327.

[3] Wang Q G, Davidson C J. Solidification and precipitation behavior of Al-Si-Mg casting alloys[J]. *Journal of Material Science*, 2001, 36(8): 739-750.

[4] Dorward R C. A dynamic quench model for strength predictions in heat-treatable aluminum alloys[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 1997, 66(4): 25-29.

[5] 熊艳才, 刘伯操. 铸造铝合金现状及未来发展[J]. *特种铸造及有色合金*, 1998, 4(1): 1-5.

Xiong Yancai, Liu Boca. Review and prospect of cast aluminum alloy [J]. *Special Casting and Nonferrous Alloy*, 1998, 4(1): 1-5.

[6] 陈振中, 解传浩, 朱成香. A357铸造铝合金疲劳特性及热处理的影响[J]. *轻金属*, 2010(7): 58-61.

Chen Zhenzhong, Xie Chuanhao, Zhu Chengxiang. The effects of heat treatment on fatigue properties of A357 casting aluminium alloy[J]. *Light Metals*, 2010(7): 58-61.

[7] Embury J D, Sargent C M. The effect of quench deformation on the defect structure of quenched metals and alloys[J]. *Acta Metallurgica*, 1962, 10 (2): 1118-1121.

[8] Myung G K, Sang G K. Thermally induced stress analysis of composite/aluminum ring specimens at cryogenic temperature[J]. *Composites Science and Technology*, 2008, 68(4): 1080-1087.

[9] Anjabin N, Karimi A. Physically based material model for evolution of stress-strain behavior of heat treatable aluminum alloys during solution heat treatment[J]. *Materials and Design*, 2010, 31(1): 433-437.

[10] Francis J A, Delphine C G M. The role of defects in the fracture of an Al-Si-Mg cast alloy[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2005, 407(1-2): 322-329.

[11] Li X L, Hao Q T, Jie W Q. Development of pressure control system in counter gravity casting for large thin-walled A357 aluminum alloy components[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2008, 18(4): 847-851.

[12] Tan L J, Zabaras N. A thermo-mechanical study of the effects of mold topography on the solidification of aluminum alloys[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2005, 404(1-2): 197-207.

[13] Eskin D G. Recent trends in the science and technology of crystallization of aluminum alloys[J]. *Metal Science and Heat Treatment*, 2012, 53(9-10): 408-413.

[14] Wyatt J E, Berry J T, Williams A R. Residual stresses in aluminum castings[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2007, 191(1-3): 170-173.

[15] Carrera E, Rodriguez A, Talamantes J, et al. Measurement of residual stresses in cast aluminium engine blocks[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2007, 189(1-3): 206-210.

[16] Jiang L T, Wu G H, Yang W S, et al. Effect of heat treatment on microstructure and dimensional stability of ZL114A aluminum alloy [J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2010, 20(11): 2124-2128.

(编辑 陈华蛟)